

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200580011626.1

[51] Int. Cl.

C22C 38/00 (2006.01)

C22C 38/60 (2006.01)

F01N 3/28 (2006.01)

F01N 7/16 (2006.01)

F02B 39/00 (2006.01)

[45] 授权公告日 2009 年 9 月 9 日

[11] 授权公告号 CN 100537814C

[22] 申请日 2005.4.19

[21] 申请号 200580011626.1

[30] 优先权

[32] 2004.4.19 [33] JP [31] 123562/2004

[86] 国际申请 PCT/JP2005/007483 2005.4.19

[87] 国际公布 WO2005/103314 日 2005.11.3

[85] 进入国家阶段日期 2006.10.17

[73] 专利权人 日立金属株式会社

地址 日本东京

[72] 发明人 林启次郎 伊藤贤儿 大平章永
大塚公辉

[56] 参考文献

JP2760004B2 1998.5.28

JP7-90502A 1995.4.4

CN1340109A 2002.3.13

JP2000-291430A 2000.10.17

JP2002-167655A 2002.6.11

JP7-278759A 1995.10.24

JP2002-309935A 2002.10.23

审查员 孙玉静

[74] 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司

代理人 李贵亮

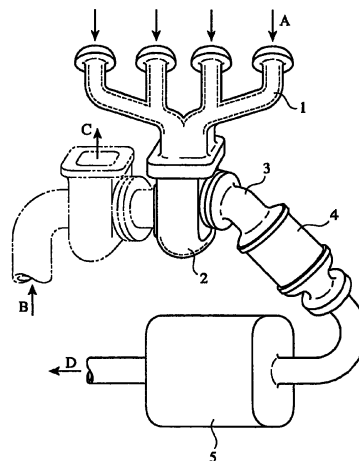
权利要求书 1 页 说明书 25 页 附图 4 页

[54] 发明名称

高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢及由其构成的排气系统零件

[57] 摘要

本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，作为主要成分含有：C、Si、Mn、Cr、Ni、W 及/或 Mo、及 Nb，此外以重量基准计，N 为 0.01 ~ 0.5%，Al 为 0.23% 以下，且 O 为 0.07% 以下，余量由 Fe 及不可避免的杂质组成，由于高温屈服点、抗氧化性、热疲劳寿命优异，所以适合用于排气系统零件。



1. 一种高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，是用于排气系统零件的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，其特征在于，以重量基准计，构成为：C：大于 0.3% 且 1.0% 以下、Si：3% 以下、Mn：2% 以下、S：0.5% 以下、Cr：15~30%、Ni：6~30%、W 及 / 或 Mo：0.5~6% (W+2Mo)、Nb：0.5~5%、N：0.01~0.5%、Al：0.004~0.23% 及 O：0.012~0.07%，余量为 Fe 及不可避免的杂质。

2. 根据权利要求 1 所述的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，其特征在于，以重量基准计，构成为：C：大于 0.3% 且 0.6% 以下、Si：2% 以下、Mn：0.5~2%、S：0.05~0.3%、Cr：18~27%、Ni：8~25%、W 及 / 或 Mo：1~4% (W+2Mo)、Nb：0.5~2.5%、N：0.05~0.4%、Al：0.004~0.17% 及 O：0.012~0.06%，余量为 Fe 及不可避免的杂质。

3. 根据权利要求 1 所述的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，其特征在于，6O+N 为 0.6 重量% 以下。

4. 根据权利要求 1 所述的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，其特征在于，以加热上限温度 1000℃、温度振幅 800℃ 以上及拘束率 0.25 的条件进行加热冷却的热疲劳试验，由此热疲劳试验测定的热疲劳寿命为 500 循环以上。

5. 根据权利要求 1 所述的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，其特征在于，以加热上限温度 1000℃、温度振幅 800℃ 以上及拘束率 0.5 的条件进行加热冷却的热疲劳试验，由此热疲劳试验测定的热疲劳寿命为 300 循环以上。

6. 根据权利要求 1 所述的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，其特征在于，1050℃ 的 0.2% 屈服点为 50MPa 以上，室温延伸为 2.0% 以上。

7. 一种排气系统零件，其特征在于，由权利要求 1~6 中任一项所述的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢构成。

8. 根据权利要求 7 所述的排气系统零件，其特征在于，是排气歧管、涡轮壳体、涡轮壳体一体排气歧管、催化剂箱、催化剂箱一体排气歧管或者排气口。

高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢及由其构成的排气系统零件

技术领域

本发明涉及一种在 1000℃ 以上的热疲劳寿命优异的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢、及由其构成的例如机动车发动机用的排气系统零件。

背景技术

历来，机动车发动机用的排气歧管（exhaust manifold）和涡轮壳体（turbine housing）等的排气系统元件，由耐蚀高镍铸铁（Ni—Cr—Cu 系奥氏体铸铁）等的耐热铸铁和铁素体系耐热铸钢等制造。但是，耐蚀高镍铸铁在排气温度达到 900℃ 会有比较高的强度，但是在超过 900℃ 的温度下其抗氧化性及耐龟裂性降低，耐热性和耐久性差。另外在铁素体系耐热铸钢中，当废气温度达 950℃ 以上时有强度绝对低劣这样问题。

在如此情况下，特开 2000—291430 号提出了一种排气系统零件，其是配置于发动机的排气口，能够使废气净化用催化剂的初期功能提高的薄壁的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢制排气系统零件，与废气相接的通路的至少一部分壁厚为 5mm 以下，在 1010℃ 在大气中保持 200 小时时的氧化减量在 $50\text{mg} / \text{cm}^2$ 以下，在 1050℃ 于大气中 200 小时时的氧化减量在 $100\text{mg} / \text{cm}^2$ 以下，及在在 1100℃ 于大气中保持 200 小时时的氧化减量在 $200\text{mg} / \text{cm}^2$ 以下，以加热上限温度 1000℃，温度振幅 800℃ 以上及拘束率 0.25 的条件，通过加热冷却的热疲劳试验而测定的热疲劳寿命为 200 循环以上，以加热上限温度 1000℃，温度振幅 800℃ 以上及拘束率 0.5 的条件，通过加热冷却的热疲劳试验而测定的热疲劳寿命为 100 循环以上，曝露于超过 1000℃ 的温度（特别是在 1050℃ 附近，进一步在 1100℃ 附近）的废气时的耐久性优异。

形成特开 2000—291430 号的排气系统零件的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，以质量基准，含有如下的组成构成：C：0.2～1.0%；Si：2%以下；

Mn: 2%以下; P: 0.04%以下; S: 0.05~0.25%; Cr: 20~30%; Ni: 16~30%; 余量: Fe 及不可避免的杂质, 此外能够再含有 W: 1~4%及 / 或 Nb: 超过 1%但在 4%以下。

近年来, 从环境保护的观点出发, 要求机动车发动机的高性能化、油耗的提高、废气的削减。为此发动机的高功率输出化及高温燃烧化被推进, 但是, 随之而来的是废气温度上升, 排气系统零件在比现有更高的温度区域被反复加热・冷却, 另外, 因为直接曝露于来自发动机的高温的废气, 所以会使其在严酷的氧化环境下使用。

若排气系统零件被曝露于含有硫氧化物、氮氧化物等的氧化物的高温的废气中和高温区域下的大气中, 则在零件表面会形成氧化膜。因氧化膜和零件基材的热膨胀差等引起, 以氧化膜为起点的微小龟裂发生, 通过它们废气侵入到零件内部, 而进一步促进氧化同时龟裂又增幅。若氧化和龟裂反复, 则龟裂大幅扩展而贯通零件。另外氧化膜剥离, 不仅污染催化剂等, 而且也会导致涡轮增压器 (turbocharger) 的涡轮叶片 (turbine blade) 的破损等, 成为故障的原因。因此, 高温下曝露于含有氧化物的废气中的排气系统零件就要求有高的耐氧化性。

另外, 为了高功率输出化及高温燃烧化, 作为机动车用发动机, 向燃烧室内直接喷射汽油的所谓直喷型发动机普及。在直喷型发动机中, 因为汽油从燃料箱被直接导入燃烧室, 所以, 即使万一机动车发生碰撞, 泄漏到外部的汽油的量也只有一点点, 很少会演变成重大的事故。为此一直以来, 在发动机的前方配置吸气系统零件而向燃烧室引进冷的空气, 同时把跟废气净化装置直接连结的排气系统零件配置于发动机的后方, 以此取代将排气歧管、涡轮壳体等的排气系统元件配置于前方, 将进气歧管 (intake manifold)、收集器 (collector) 等的吸气系统元件配置于后方, 从而进行在发动机起动时让废气净化用催化剂提前升温、活性化。但是, 若在发动机的后方配置排气系统零件, 则机动车在行驶时难以迎风, 排气系统零件的表面温度上升, 所以排气系统零件需要高温区域下的进一步的耐热性及耐久性。

从环保的观点出发, 则需要在发动机起动时升温、活化废气净化用催化剂。为此必须减少通过排气系统零件时的废气的温度降低。为了抑制废

气温度的降低（为了不夺取废气的热量），需要减少排气系统零件的热容量（heatmass）为此要求排气系统零件的薄壁化。但是，因为排气系统零件越是薄壁化，由废气引起的温度上升就越大，所以需要其在高温下具有优异的耐热性及耐久性。

如此在机动车发动机用的排气系统零件中，要求其对废气温度的上升和氧化的对应，对把排气系统零件配置于后方导致的表面温度的上升的对应，对薄壁化引起的温度上升的对应等，在更为高温下对严酷的使用条件的对应。具体来说，排气系统零件要曝露于高达 1000~1150℃ 的高温废气中，但是就算曝露于如此高温的废气中，排气系统零件本身也只会上升到 900~1100℃。因此，对排气系统零件就要求如此温度下的耐热性、耐久性及长寿命。为了适应该要求，就要求排气系统零件的材料其高温强度、耐氧化物、延展性、耐龟裂性等也优异。

作为高温强度，不仅要求高温下的抗拉强度高，而且还要求与高温下作用于被拘束的排气系统零件的压缩应力相对抗，抑制由压缩应力引起的热变形（压缩的塑性变形）的强度，即高温屈服点高。因此，高温强度以高温屈服点及高温抗拉强度为指标。

作为耐氧化性，要求即使曝露于含氧化物的高温的废气中，也能够抑制成为龟裂起点的氧化膜的生成。耐氧化性以氧化减量为指标。由于发动机的停止，排气系统零件被从高温冷却到大气温度，但是在冷却过程中因高温发生的压缩应力转变为拉伸应力。因为冷却过程中的拉伸应力是成为龟裂和裂缝的主要原因，所以需要排气系统零件具有能够在室温区域抑制龟裂和裂缝的发生的延展性。因此，延展性以室温延伸为指标。

作为综合显示此高温强度、耐氧化性及延展性的参数是耐热龟裂性。耐热龟裂性以热疲劳寿命〔直致因运转（加热）和停止（冷却）的反复而产生的龟裂和裂缝所致热疲劳破坏的循环数〕为指标。

排气系统零件，其在学习过程、向发动机的配置及组装的过程、机动车的起动时和运行中等，会施加以机械性的振动和冲击等。对排气系统零件，还要求具有充分的室温延伸，即使对抗由这些机械性的振动和冲击所产生的外力，也不会发生龟裂和裂缝。

特开 2000-291430 号的所公开的排气系统零件虽然耐氧化性特别优

异,但是根据最近的高性能化的要求,要求其曝露于 1000℃ 以上的废气时的热疲劳寿命及室温延伸进一步提高。

发明内容

因此,本发明的目的在于,提供一种高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢,其具有高的的高温屈服点、耐氧化性及室温延伸,特别是曝露于高达 1000℃ 以上的高温废气时的热疲劳寿命优异。

本发明的其中之一的目的在于,提供一种薄壁的排气系统零件,其曝露于高达 1000℃ 以上的高温废气时的耐久性优异,能够配置于发动机后方而使废气净化用催化剂的初期功能提高。

本发明者们,为了使特开 2000-291430 号的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢的高温屈服点、高温抗拉强度、耐氧化性、热疲劳寿命等的高温特性及室温延伸提高而进行了锐意研究,其结果是发现如下而实现本发明:

(a) 为了提高曝露于 1000℃ 以上的温度的废气时的耐热性、耐久性及寿命,重要的是高温强度及到温延伸的进一步提高、和确保耐氧化性;(b) 作为主要成分,若使 C、Si、Mn、Cr、Ni、W 及 / 或 Mo 及 Nb 的各元素的含量适当化,则高温强度和耐氧化性提高,并且,若抑制 Al 的含量并且使 N 的含量适当化,则能够得到高温屈服点及室温延伸特别地提高,因而热疲劳寿命大幅地提高的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢。

即,本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢,是作为主要成分含有: C、Si、Mn、Cr、Ni、W 及 / 或 Mo 及 Nb,余量实质上由 Fe 及不可避免杂质构成的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢,其中,以重量基准计,N 为 0.01~0.5%,Al 为 0.23% 以下,且 O 为 0.07% 以下。

由于作为主要成分含有 C、Si、Mn、Cr、Ni、W 及 / 或 Mo 及 Nb,在 1000℃ 以上的废气温度下排气系统零件具有优异的高温强度及耐氧化性。此外通过将 Al 的含量抑制在 0.23 重量% 以下,不会使室温延伸降低而使高温屈服点提高,确保与拘束下曝露于高温时所产生的压缩应力相对抗的充分的强度,能够抑制压缩带来的排气系统零件的塑性变形。同时通过把作为奥氏体稳定化元素的 N 的含量作为 0.01~0.5 重量%,除了高温强度以外,室温区域下的破断延伸(室温延伸)也提高。N 的含有带来的

室温延伸的提高,对于降低以从高温下发生于排气系统零件的压缩应力转换,而在冷却过程中产生的拉伸应力为要因的龟裂和裂缝的发生极其有效。如此通过抑制 Al 的含量,并且使 N 的含量适当化,使能够得到高温屈服点及室温延伸提高,因而热疲劳寿命大幅改善的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢。

一般铸钢是在出钢前的钢水中投入脱氧剂,在强制脱氧后注入铸模成形。脱氧剂是由与氧的亲合力比 Fe 强的脱氧元素 (Si、Al、Ti、Mn 等) 构成的金属,纯度 99% 以上的金属铝最常见。不过,尽管 Al 具有强力的脱氧作用,但是可知其会使铸钢的高温屈服点及室温延伸显著降低。另一方面,若抑制 Al 的含量,则因为脱氧效果不充分,所以钢水或铸造物中的 O 的含量变多。其结果是,助长了氧化物系夹杂物或由气孔组成的微小的孔(以下称为“气孔”)的生成,和铸造时针孔(pinhole)和气泡(blowhole)等的气体缺陷的发生。在本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢中,通过将 Al 的含量抑制在 0.23 重量%以下,并且将 O 的含量抑制在 0.07 重量%以下,抑制了夹杂物、气孔及气体缺陷的发生。

具体来说,本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢,优选为以重量基准计, C: 0.2~1.0%、Si: 3%以下、Mn: 2%以下、S: 0.5%以下、Cr: 15~30%、Ni: 6~30%、W 及 / 或 Mo: 0.5~6% (W+2Mo)、Nb: 0.5~5%、N: 0.01~0.5%、Al: 0.23%以下、及 O: 0.07%以下,余量实质为 Fe 及不可避免的杂质。通过将主要成分还有 N、Al 及 O 设为上述组成范围,能够得到具有高的高温屈服点、抗氧化性及室温延伸,特别是曝露于高达 1000℃ 以上的高温的废气时的热疲劳寿命优异的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢。

本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢的优选组成,以重量基准计, C: 0.3~0.6%、Si: 2%以下、Mn: 0.5~2%、S: 0.05~0.3%、Cr: 18~27%、Ni: 8~25%、W 及 / 或 Mo: 1~4% (W+2Mo)、Nb: 0.5~2.5%、N: 0.05~0.4%、Al: 0.17%以下、及 O: 0.06%以下,余量实质上由 Fe 及不可避免的杂质组成。

铸造时的气体缺陷的发生带来的影响力,因为 O 是 N 的约 6 倍左右,所以作为 O 和 N 的合计量采用 (6O+N)。优选 (6O+N) 为 0.6 重量%

以下。通过使(6O+N)为0.6重量%以下,能够得到没有气体缺陷,即使有也极少的高Cr高Ni奥氏体系耐热铸钢。

本发明的高Cr高Ni奥氏体系耐热铸钢,具有高的的高温屈服点、耐氧化性及室温延伸,特别是曝露于高达1000℃以上的高温的废气时的热疲劳寿命优异。由这种高Cr高Ni奥氏体系耐热铸钢构成的薄壁的的排气系统零件,曝露于高达1000℃以上的高温的废气时的耐久性优异,在配置于发动机的后方时能够使废气净化用催化剂的初期功能提高。

附图说明

图1是表示包括排气歧管、涡轮壳体、连接部及催化剂箱的排气系统零件的立体图。

图2(a)是表示用于求得气体缺陷的面积率的平板状试验片的概略图。

图2(b)是平板状试验片的透射X射线照片所对应的概略图。

图3(a)是表示涡轮壳体的一例的侧面图。

图3(b)是表示涡轮壳体的一例的剖面图。

图4是表示实施例的涡轮壳体的疲劳试验结束后的废气门(waste gate)部附近的放大图。

图5是表示比较例的涡轮壳体的疲劳试验结束后的废气门部附近的放大图。

具体实施方式

[1] 高Cr高Ni奥氏体系耐热铸钢

[A] 组成

以下详细说明本发明的高Cr高Ni奥氏体系耐热铸钢的组成,各元素的含量(%)如果没有特别事先规定则为重量基准。

(1) C(碳): 0.2~1.0%

C让钢水的流动性(铸造性)良好,并且固溶强化基材。另外形成一次及二次的氧化物,以提高耐热铸钢的高温强度。此外与Nb形成共晶碳化物而提高铸造性,并提高高温强度。为了有效地发挥这样的作用,C需要为0.2%以上。另一方面,若C超过1.0%,则共晶碳化物和其他的碳化

物的析出量变得过多，耐热铸钢脆化，延展性降低同时加工性劣化。因此 C 的含量为 0.2~1.0%。C 的优选含量为 0.3~0.6%。

形成共晶碳化物 (NbC) 的 Nb 为 C 的 8 倍，但是为了得到别的析出碳化物，需要 C 的量超过生成共晶碳化物的量。为了获得高温强度及铸造性优异的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，优选 $(C-Nb/8)$ 为 0.05% 以上。但是若 $(C-Nb/8)$ 超过 0.6%，则耐热铸钢变得过硬过脆，延展性及加工性劣化。因此，优选 $(C-Nb/8)$ 为 0.05~0.6%。特别是在薄壁铸造物中因为共晶碳化物的比例对于铸造性很重要，所以 $(C-Nb/8)$ 更优选为 0.1~0.5%。

(2) Si (硅): 3% 以下

Si 除了具有作为钢水的脱氧剂的作用以外，对于耐氧化性的改善也是有效的元素。但是，若过量地含有则奥氏体组织变得不稳定，导致铸造性的劣化。因此 Si 的含量为 3% 以下，优选为 2% 以下。

(3) Mn (锰): 2% 以下

Mn 与 Si 同样作为钢水的脱氧剂有效，但是若过多含有，则耐热铸钢的耐氧化性劣化。因此，Mn 的含量为 2% 以下，优选为 0.5~2%。

(4) S (硫): 0.5% 以下

S 在铸钢中使球状或块状的硫化物生成，在机械加工中促进切屑的分断而使切削性提高。但是，若 S 的含量过多，则在晶界析出的硫化物过多，使耐热铸钢的高温强度劣化。因此，S 的含量为 0.5% 以下，优选为 0.05~0.3%。

(5) Cr (铬) 15~30%

Cr 是奥氏体系耐热铸钢的基本元素，特别是除了提高耐氧化性以外，其形成碳化物而对于提高高温强度有效。尤其为了在 1000℃ 以上的高温区域有效，而需要含有 15% 以上的 Cr。但是，若 Cr 的含量超过 30%，则过量地析出二次碳化物，此外 σ 相等脆的析出物等析出，脆化变得显著。因此 Cr 的含量为 15~30%，优选为 18~27%。

(6) Ni (镍): 6~30%

Ni 与 Cr 同样是奥氏体系耐热铸钢的基本元素，其稳定化铸钢的奥氏体组织，并对提高铸造性有效。特别是为了让薄壁的排气系统零件的铸造

性良好,需要 Ni 为 6%以上。但是,若 Ni 超过 30%,则上述特性的提高效果只会饱和,在经济性上不利。因此 Ni 的含量为 6~30%,优选为 8~25%。

如前述,通过 Cr 和 Ni 的共存,除了耐热铸钢的高温强度及耐氧化性提高以外,促进铸钢组织的奥氏体化及其稳定化,同时铸造性提高。相于 Cr 的 Ni 的含量增加,并且铸钢的耐氧化性及高温强度提高,但是, Cr / Ni 的重量比低于 1.0 左右而使 Ni 大量含有,其添加效果也只是饱和,在经济上不利。另一方面,若 Cr / Ni 的重量比超过 1.5%,则 Cr 的二次碳化物过量地析出,此外 σ 相等脆的析出物等析出,脆化变得显著。因此,优选 Cr / Ni 的重量比为 1.0~1.5。

(7) W 及 Mo 的至少 1 种: 0.5~6% (W+2Mo)

因为 W 和 Mo 均可改善耐热铸钢的高温强度,所以使至少含有一种,但是,因为两者一起会使耐氧化性劣化,所以过量使之含有的不为优选。因此,单独添加 W 时, W 的含量为 0.5~6%,优选为 1~4%。因为 Mo 以 W=2Mo 的比例发挥着与 W 大体相同的效果,所以也可以将 W 的一部分或全部转换成 Mo。单独添加 Mo 时, Mo 的含量为 0.25~3%,优选为 0.5~2%。当复合添加两者时,作为 (W+2Mo) 为 0.5~6%,优选为 1~4%。

(8) Nb (铌): 0.5~5%

Nb 通过与 C 结合而形成细微的碳化物,使耐热铸钢的高温强度及热疲劳寿命增大,同时通过抑制 Cr 碳化物的生成而使耐热铸钢的耐氧化性及切削性提高。此外因为 Nb 生成共晶碳化物,所以使薄壁的排气系统零件的铸造性提高。因此, Nb 的含量为 0.5%以上。但是,若 Nb 的含量过多,则生成于结晶晶界的共晶碳化物变多,耐热铸钢脆化,其强度及延展性显著降低。因此, Nb 含量的上限为 5%,下限为 0.5%。因此, Nb 的含量为 0.5~5%,优选为 0.5~2.5%。

(9) N (氮): 0.01~0.5%

N 是强力的奥氏体生成元素,让耐热铸钢的奥氏体基材稳定,使高温强度提高。另外其是对于结晶粒细微化有效的元素,对于使经过锻造、轧制等的加工带来的结晶粒细微化为不可能的复杂形状的铸造构件的结晶

粒细微化极其有效。通过结晶粒细微化，作为结构物重要的延展性变高，另外能够消除高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢特有的低切削性的问题。另外，因为 N 使 C 的扩散速度迟缓，所以使析出碳化物的凝集迟缓而防止了碳化物的粗大化。因此，N 对于耐热铸钢的脆化防止也有效。

如此，N 对于高温强度、延展性、韧性等的特性的提高极其有效，只是稍许含量也能够使耐热铸钢的高温抗拉强度、高温屈服点及室温延伸提高，因而使热疲劳寿命大幅提高。为了充分获得这样的效果，需要 N 的含量为 0.01% 以上。但是，若其超过 0.5%，则 Cr_2N 等的氮化物的析出量增加，不仅反而会促进耐热铸钢的脆化，而且因为有效的 Cr 量减少，所以耐热铸钢的耐氧化性劣化。另外其与 Al 结合而析出 AlN ，但是若 AlN 变得过量，则使室温及高温下的韧性显著恶化，并使蠕变 (creep) 强度降低。此外，过量的 N 的含有在铸造时助长针孔和气泡等的气体缺陷，使铸造产出率恶化。因此，N 的含量为 0.01~0.5%，优选为 0.05~0.4%，更优选为 0.1~0.3%。

(10) Al (铝): 0.23% 以下

在本发明中，规定了 Al 的含量。Al 对于钢水具有强力的脱氧作用，与 O 反应而生成作为氧化物系夹杂物的 Al_2O_3 。因为 Al_2O_3 的大部分被作为熔渣 (slag) 从钢水排除，所以 Al 会使铸钢中的 O 的含量降低。残留于铸钢中的 Al_2O_3 作为针对氧化的保护膜而起作用，以提高铸钢的耐氧化性。另外通过其与 N 的共存而析出细微的 AlN ，可以使铸钢的结晶粒细微化而改善延展性。然而，若在 O 和 N 的含量多的钢水中大量添加 Al， Al_2O_3 及 AlN 大量地生成。 Al_2O_3 的一部分作为夹杂物而残留于铸钢中。另外因 AlN 明显地硬且脆，所以若其过量地析出，则会使室温及高温下的韧性显著恶化，并使蠕变强度降低。这些夹杂物及析出物成为龟裂和裂缝的起点，不仅使耐热铸钢的高温屈服点及高温抗拉强度降低，而且反而使耐氧化性劣化，另外因为它们均硬且脆，所以使室温延伸及切削性降低。

如果将 Al 的含量的上限限制在 0.23%，则可知能够抑制耐热铸钢的高温屈服点及高温抗拉强度的降低。因此，Al 的含量为 0.23% 以下，优选为 0.17% 以下。为了抑制 Al 的含量，既要规定 O 的含量，又要将熔解及出钢过程中的 Al 的添加量抑制在最小限度。

(11) O (氧): 0.07%以下

O 在铸钢中作为 Al_2O_3 、 SiO_2 等的氧化物系夹杂物而存在, 同时也作为气孔而存在。另外, 因为本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢含有大量的 Cr, 所以也大量形成 Cr_2O_3 。氧化物系夹杂物和气孔除了成为龟裂和裂缝的起点以外, 极硬的夹杂物还会使延展性、韧性及切削性降低。另外若过量地含有 O, 则因加热导致的奥氏体结晶粒的成长被促进, 不仅耐热铸铁脆化, 而且在铸造时助长了针孔和气泡等的气体缺陷的发生。因此, O 的含量为 0.07% 以下, 优选为 0.06% 以下。

钢水中的 O 的含量和 Al 的含量处于相反关系。一般若限制铸钢中 Al 的含量, 则有 O 的含量变多的倾向, 但是仍必须将 O 的含量规定为少量。具体来说, 作为熔解原料的钢屑 (scrap) 和作为回收屑 (铸造回收 return 材) 极力回避 O 的含量多的原材料, 并且根据在熔解前预先分析的 O 的含量及钢水中的其他的元素的分析值来调整脱氧剂的添加量, 由此抑制 O 的含量。另外, 在每次操作中记录 O 的含量, 也可以有效地监控基于原材料的组成、添加合金的添加时期、炉衬 (lining) 的种类和熔损等操作条件的 O 的含量的变动量。通过这些作业, 能够使 O 为 0.07% 以下。

(12) (6O+N): 0.6% 以下

通过 Al 的含量的限定 O 的含量变多, 另外, 因为为了高温强度、室温延伸及热疲劳寿命的提高而添加 N, 所以在本发明的耐热铸钢中 O 及 N 的含量有变多的倾向。因此, 在抑制铸钢中的氧化物系夹杂物、氮化物、气孔等的生成, 并且因为还要在铸造时防止针孔和气泡等的气体缺陷, 所以优选不仅限定 O 及 N 的各含量, 而且也限定 O 及 N 的合计量。导致气体缺陷的發生的影响力, 因为 O 是 N 的约 6 倍, 所以作为 O 及 N 的合计量, 采用 (6O+N) 的为宜。若 (6O+N) 超过 0.6%, 则因为气体缺陷容易发生, 所以 (6O+N) 优选为 0.6% 以下, 更优选为 0.5% 以下。

(13) 其他的元素

本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢, 在无损伤高温屈服点、抗氧化性、室温延伸及热疲劳寿命的范围, 也可以含有下述元素。

Co、Cu 及 B 有助于改善高温强度、延展性及韧性。特别是 Co 和 Cu 是奥氏体生成元素, 与 Ni 同样使奥氏体组织稳定而提高高温强度。但是,

过多其效果也是只会饱和，在经济性上不利。因此，在添加这些元素时，优选 Co 为 20%以下，Cu 为 7%以下，B 为 0.1%以下。

作为改善耐热铸钢的切削性的元素，也可以添加从 Se、Ca、Bi、Te、Sb、Sn 及 Mg 所构成的群中选择出的至少一种。但是，若大量添加，则不仅切削性的改善效果饱和，而且使高温强度、延展性及韧性降低。因此，在适当地添加这些元素时，Se 为 0.5%以下，Ca 为 0.1%以下，Bi 为 0.5%以下，Te 为 0.5%以下，Sb 为 0.5%以下，Sn 为 0.5%以下，及 Mg 为 0.1%以下。

Ta、V、Ti、Zr 及 Hf 使耐热铸钢的高温强度提高，并且有助于使结晶粒微细化而提高韧性。但是，即使大量添加也得不到其所对应的效果的增加，反倒促进碳化物和氮化物的生成而脆化，使强度和韧性降低。因此，在添加这些元素时，优选 Ta、V、Ti、Zr 及 Hf 的至少一种为 5%以下。

Y 及 REM（稀土类元素）尤其可提高高温下的抗氧化性，另外还能改善韧性。虽然 Y 及 REM 形成非金属夹杂物，但是分散于基材中的非金属夹杂物在机械加工中促进切屑的分断，而使耐热铸钢的切削性提高。另外，Y 及 REM 使夹杂物的形态为球状或块状，使耐热铸钢的延展性提高。因此，在添加这些元素时，优选 Y 为 1.5%以下，REM 为 0.5%以下。

（14）不可避免的杂质

本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢所含有的不可避免的杂质主要是 P。P 从原料中不可避免地混入，但是因为在晶界偏析而使韧性显著地降低，所以越少越好，优选其在 0.1%以下。

〔B〕特性

本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，优选以加热上限温度 1000℃，温度振幅 800℃以上，及拘束率 0.25 的条件进行加热冷却，据此热疲劳试验而测定的热疲劳寿命为 500 循环以上。对排气系统零件，要求针对发动机的运转（加热）和停止（冷却）的反复，其热疲劳寿命长。热疲劳寿命是表示耐热性及耐久性的优劣的指标之一，因热疲劳试验下加热冷却的反复而产生的龟裂和变形，直至达到热疲劳破坏的循环越多，表示热疲劳寿命越长，耐热性及耐久性越优异。

热疲劳寿命，其能够依据如下来评价：例如，对于标点间距离 25mm，

及直径 10mm 的平滑圆棒试验片，在大气中将加热上限温度作为 1000℃，冷却下限温度作为 150℃，温度振幅作为 800℃以上，将 1 循环设为升温时间 2 分钟、保持时间 1 分钟、及冷却时间 4 分钟的合计 7 分钟，反复加热冷却循环，机械性地拘束伴随着加热冷却的伸缩而引起热疲劳破坏。在本说明书中，热疲劳寿命由如下的循环数来表示：在根据加热冷却的重复所伴随的载荷的变化而求得的载荷—温度线图中，以第 2 循环的最大拉伸载荷（冷却下限温度下发生）为基准，从基准的最大拉伸载荷到载荷降低 25% 的循环数。机械性的拘束的程度由拘束率表示，其是由（自由热膨胀延伸率—机械的拘束下的延伸率）/（自由热膨胀延伸率）定义。例如，所谓拘束率 1.0，是指试验片从例如 150℃被加热到 1000℃时，完全不允许延伸的机械性的拘束条件。另外，所谓拘束率 0.5，是指自由膨胀延伸率例如要延伸 2mm 时，只允许其有 1mm 的延伸的机械性的拘束条件。因此拘束率为 0.5 时，在升温中施加压缩载荷，在降温中施加拉伸载荷[逆位相（Out of Phase）的载荷]。实际的机动车发动机用的排气系统零件的拘束率，允许一定程度的延伸率为 0.1~0.5 左右。

如果在加热上限温度 1000℃，温度振幅 800℃以上，及拘束率 0.25 的条件下的热疲劳寿命为 500 循环以上，则能够说高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢具有优异的热疲劳寿命，适用于曝露在 1000℃以上的高温废气中的排气系统零件。由本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢构成的排气系统零件，即使曝露在 1000℃以上的高温废气的环境下，耐热性及耐久性也很优异，直至热疲劳破坏的寿命充分长。

此外，以加热上限温度 1000℃，温度振幅 800℃以上，及拘束率 0.5 的条件进行加热冷却，据此热疲劳试验而测定的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢的热疲劳寿命为 300 循环以上的更为优选。如果使机械的拘束条件从拘束率 0.25 成为 0.5 使其更为严格，热疲劳寿命仍是 300 循环以上，则耐热性及耐久性优异，直至热疲劳破坏的寿命充分，更适用于曝露在 1000℃以上的废气中的排气系统零件。

因为考虑到耐热变形性而在排气系统零件中要求有高的的高温屈服点，所以本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢优选具有优异的高温屈服点及室温延伸。具体来说，优选在 1050℃下的 0.2% 屈服点为 50MPa 以上，室

温延伸为 2.0%以上。如果 1050℃下的 0.2%屈服点为 50MPa 以上，则排气系统零件具有充分的强度来对抗由于高温下的拘束而产生的压缩应力，因而具有充分的耐久性。高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢的 1050℃下的 0.2%屈服点，更优选为 60MPa 以上。

如果高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢的室温延伸为 2.0%以上，则排气系统零件从高温冷却到室温附近时，对抗从高温发生的压缩应力转变成的拉伸应力，从而能够抑制龟裂和裂缝的发生。另外如果室温延伸为 2.0%以上，那么就能够对抗在排气系统零件的生产中，向发动机的配置、组装等的操作中，和机动车的起动时和运转中等所施加的机械性的振动和冲击，从而抑制龟裂和裂缝。因此，高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢的室温延伸为 2.0%以上，优选为 2.8%以上，更优选为 3.0%以上。由具有优异的高温屈服点及室温延伸的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢构成的排气系统零件，即使受到曝露在从室温附近到高达 1000℃以上的高温废气时的加热冷却的反复，也具有充分的耐久性。

[2] 排气系统零件

本发明的排气系统零件，采用上述高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢制造。排气系统零件的优选例有：排气歧管；涡轮壳体；将涡轮壳体和排气歧管一体铸造的涡轮壳体一体排气歧管；催化剂箱；将催化剂箱和排气歧管一体铸造的催化剂箱一体排气歧管；或者排气口（exhaust outlet）。本发明的排气系统零件即使曝露在 1000℃以上的高温废气中，也发挥着优异的耐久性。另外，通过使接触排气系统零件的废气的通路的至少一部分的壁厚薄至 5mm 以下，甚至 4mm 以下，并配置于发动机的后方，能够使废气净化用催化剂的初期功能提高。

图 1 表示排气系统零件的一例，其包括如下：排气歧管 1；涡轮壳体 2；排气口；扩压器（diffuser）；被称为紧固凸缘等的连接部 3；以及催化剂箱 4。使来自发动机（未图示）的废气（由箭头 A 表示）在排气歧管 1 集合，由废气的运动能量使涡轮壳体 2 内的涡轮（未图示）旋转，驱动此涡轮与同轴的压缩机，压缩吸入的空气（由箭头 B 表示），将高密度的空气供给到发动机（由箭头 C 表示），由此提高发动机的输出功率。来自涡轮壳体 2 的废气，经由连接部 3 通过催化剂箱 4 内的催化剂而削减废气中

的有害物质，经由消声器 5 被排放（由箭头 D 表示）到大气中。

排气歧管 1 如果可以进行模分割（对型）和铸模等的铸造作业，则也可以是将涡轮壳体 2 和排气歧管 1 铸造成一体的涡轮壳体一体排气歧管，另外没有涡轮壳体 2 存在时，也可以是将催化剂箱 4 和排气歧管 1 铸造成一体的催化剂箱一体排气歧管。

在图 1 所示的排气系统零件中，废气通路的主要部分呈复杂的形状，其壁厚通常均为薄壁，排气歧管 1 为 2.0~4.5mm，涡轮壳体 2 为 2.5~5.0mm，连接部 3 为 2.5~3.5mm，催化剂箱 4 为 2.0~2.5mm。

图 3 (a) 及 (b) 表示涡轮壳体 32 的一例。涡轮壳体 32，其涡 (scroll) 部 32a 具有卷曲贝壳状的空洞，该空洞从一方向另一方呈空洞的面积增大的复杂的形状。另外，在涡轮壳体 32 上设置有废气门部 32b，其通过开关阀门迂回 (bypass) 剩余的废气并排出。该废气门部 32b，因为在涡轮壳体的各部位之中也有高温的废气流通，所以是特别要求耐热龟裂性的部位。

通过以下的实施例更详细地说明本发明，但是，本发明并不由这些实施例限定。这里除非事先特别规定，否则元素的含量 (%) 以重量基准表示。

实施例 1~47，比较例 1~14

表 1-1~表 1-4 显示实施例 1~47 的耐热铸钢供试材的化学组成，表 2-1~表 2-2 显示比较例 1~14 的耐热铸钢供试材的化学组成。比较例 1~8 是 Al 的含量过多的铸钢，比较例 9 是 N 的含量过少的铸钢，比较例 10 是 N 的含量过多的铸钢，比较例 11 及 12 是 O 的含量过多的铸钢，比较例 13 是 O 及 N 的含量过多的铸钢。另外比较例 14 是特开 2000-291430 号中记载的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢的一例。

使用 100kg 的高频熔解炉 (碱性炉衬)，将实施例 1~47 及比较例 1~14 的各铸钢在大气中熔解之后，在 1550℃ 以上出钢，立即在 1500℃ 以上浇铸成 25mm×25mm×165mm 的 1 英寸 Y 毛坯 (block)，制成供试材。

表 1—1 实施例的供试材的组成 (重量%)

No.	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	W	Mo	W+2Mo	Nb
实施例 1	0.21	0.25	0.16	0.02	15.4	6.3	0.52	—	0.52	0.50
实施例 2	0.28	0.36	0.25	0.04	16.8	7.4	0.73	—	0.73	0.65
实施例 3	0.31	0.55	0.51	0.05	18.1	8.1	1.02	—	1.02	0.51
实施例 4	0.56	1.04	1.23	0.13	27.6	20.4	3.23	—	3.23	2.28
实施例 5	0.50	0.48	0.87	0.15	24.0	19.9	2.92	—	2.92	1.94
实施例 6	0.49	0.39	0.88	0.15	24.4	19.7	2.96	—	2.96	1.96
实施例 7	0.53	1.17	1.25	0.12	26.8	18.7	3.05	—	3.05	2.02
实施例 8	0.30	0.53	0.52	0.05	18.0	8.2	—	0.25	0.50	0.52
实施例 9	0.56	0.77	1.04	0.15	25.3	20.3	3.19	—	3.19	2.05
实施例 10	0.57	0.99	0.72	0.18	24.8	19.6	3.04	—	3.04	1.89
实施例 11	0.51	0.88	0.96	0.16	23.5	17.8	2.98	—	2.98	2.14
实施例 12	0.49	1.58	1.21	0.17	25.8	19.1	3.11	—	3.11	0.94
实施例 13	0.50	0.82	1.15	0.12	24.6	21.2	3.04	—	3.04	1.53
实施例 14	0.50	1.59	1.46	0.11	27.0	18.5	3.28	—	3.28	0.82
实施例 15	0.41	1.01	0.50	0.11	18.2	18.3	1.63	—	1.63	0.70
实施例 16	0.49	1.41	1.36	0.15	23.9	17.7	3.30	—	3.30	1.23
实施例 17	0.51	1.49	1.26	0.16	23.4	17.5	3.23	—	3.23	0.84
实施例 18	0.29	0.49	0.48	0.03	17.9	7.8	—	0.52	1.04	0.72
实施例 19	0.35	0.67	0.64	0.09	20.3	12.2	1.84	—	1.84	0.65
实施例 20	0.39	0.72	0.76	0.08	19.7	10.9	—	0.80	1.60	0.73
实施例 21	0.59	1.95	1.65	0.30	26.9	25.0	3.98	—	3.98	2.50
实施例 22	0.55	1.68	1.22	0.19	26.8	22.0	3.38	—	3.38	2.28
实施例 23	0.46	1.35	0.90	0.14	24.9	19.6	2.98	—	2.98	0.82
实施例 24	0.58	2.57	1.43	0.28	26.8	24.8	3.82	—	3.82	2.47
实施例 25	0.46	0.84	0.85	0.15	24.6	19.7	3.22	—	3.22	1.01
实施例 26	0.49	0.81	0.86	0.15	24.2	19.3	2.93	—	2.93	1.04
实施例 27	0.57	2.62	1.38	0.35	26.5	24.5	—	1.68	3.36	2.42
实施例 28	0.36	0.93	0.68	0.09	18.5	16.4	1.75	—	1.75	0.94
实施例 29	0.42	0.98	1.01	0.11	22.1	18.3	1.64	0.51	2.66	0.78
实施例 30	0.40	0.77	0.73	0.10	21.8	17.6	1.14	0.23	1.60	0.75

表 1—2 实施例的供试材的组成 (重量%)

No.	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	W	Mo	W+2Mo	Nb
实施例 31	0.38	0.86	0.54	0.06	16.3	15.7	0.48	0.26	1.00	0.81
实施例 32	0.41	1.03	0.96	0.13	23.9	19.2	2.01	0.69	3.39	0.81
实施例 33	0.46	0.87	0.90	0.15	24.7	19.6	2.81	—	2.81	0.80
实施例 34	0.43	1.27	0.86	0.14	23.9	19.4	2.88	—	2.88	1.17
实施例 35	0.45	0.41	0.87	0.15	24.5	19.5	3.07	—	3.07	1.14
实施例 36	0.41	1.27	0.94	0.15	24.7	20.1	3.25	—	3.25	1.12
实施例 37	0.66	2.75	1.77	0.38	27.4	26.7	—	1.98	3.96	2.30
实施例 38	0.75	2.84	1.86	0.42	28.8	28.7	4.21	0.71	5.63	3.49
实施例 39	0.49	0.81	1.51	0.14	26.6	18.5	3.27	—	3.27	0.84
实施例 40	0.48	1.29	1.45	0.12	24.9	21.3	2.81	—	2.81	0.75
实施例 41	0.63	2.80	1.82	0.33	27.1	25.3	3.75	—	3.75	2.57
实施例 42	0.53	1.48	1.22	0.20	23.3	19.6	3.18	—	3.18	0.91
实施例 43	0.84	2.91	1.93	0.45	29.0	28.8	5.89	—	5.89	4.76
实施例 44	0.83	2.93	1.89	0.41	28.7	28.1	—	2.89	5.78	4.72
实施例 45	0.95	2.95	1.94	0.47	29.4	29.7	5.45	—	5.45	4.89
实施例 46	0.45	0.38	1.02	0.16	25.3	20.8	2.85	—	2.85	2.05
实施例 47	0.48	1.44	1.08	0.18	24.8	19.7	2.93	—	2.93	1.99

表 1—3 实施例的供试材的组成 (重量%)

No.	Al	N	O	6O+N	Fe
实施例 1	0.001	0.011	0.068	0.419	余量
实施例 2	0.003	0.023	0.062	0.395	余量
实施例 3	0.011	0.051	0.059	0.405	余量
实施例 4	0.184	0.058	0.021	0.184	余量
实施例 5	0.182	0.066	0.016	0.164	余量
实施例 6	0.179	0.075	0.014	0.159	余量
实施例 7	0.187	0.077	0.019	0.191	余量
实施例 8	0.007	0.078	0.066	0.474	余量
实施例 9	0.195	0.081	0.014	0.168	余量
实施例 10	0.175	0.089	0.019	0.203	余量
实施例 11	0.206	0.094	0.014	0.176	余量
实施例 12	0.220	0.095	0.012	0.168	余量
实施例 13	0.219	0.100	0.013	0.178	余量
实施例 14	0.154	0.102	0.021	0.230	余量
实施例 15	0.025	0.112	0.050	0.412	余量
实施例 16	0.102	0.129	0.033	0.327	余量
实施例 17	0.120	0.136	0.028	0.306	余量
实施例 18	0.033	0.145	0.053	0.463	余量
实施例 19	0.035	0.151	0.046	0.427	余量
实施例 20	0.054	0.152	0.047	0.434	余量
实施例 21	0.084	0.153	0.038	0.381	余量
实施例 22	0.069	0.155	0.039	0.389	余量
实施例 23	0.093	0.162	0.033	0.359	余量
实施例 24	0.097	0.167	0.026	0.323	余量
实施例 25	0.061	0.168	0.037	0.391	余量
实施例 26	0.101	0.172	0.030	0.354	余量
实施例 27	0.091	0.175	0.035	0.385	余量
实施例 28	0.008	0.178	0.037	0.400	余量
实施例 29	0.058	0.179	0.032	0.371	余量
实施例 30	0.037	0.180	0.036	0.396	余量

表 1—4 实施例的供试材的组成 (重量%)

No.	Al	N	O	6O+N	Fe
实施例 31	0.028	0.182	0.039	0.416	余量
实施例 32	0.068	0.186	0.029	0.360	余量
实施例 33	0.042	0.195	0.040	0.436	余量
实施例 34	0.074	0.196	0.035	0.407	余量
实施例 35	0.071	0.200	0.036	0.416	余量
实施例 36	0.011	0.207	0.046	0.480	余量
实施例 37	0.115	0.223	0.021	0.349	余量
实施例 38	0.160	0.235	0.027	0.397	余量
实施例 39	0.012	0.250	0.055	0.580	余量
实施例 40	0.146	0.256	0.026	0.412	余量
实施例 41	0.169	0.298	0.022	0.430	余量
实施例 42	0.131	0.300	0.022	0.432	余量
实施例 43	0.187	0.378	0.015	0.468	余量
实施例 44	0.212	0.389	0.018	0.497	余量
实施例 45	0.225	0.481	0.017	0.583	余量
实施例 46	0.008	0.426	0.036	0.642	余量
实施例 47	0.004	0.498	0.045	0.768	余量

表 2—1 比较例的供试材的组成 (重量%)

No.	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	W	Mo	W+2Mo	Nb
比较例 1	0.52	0.44	1.07	0.11	27.5	22.4	2.91	—	2.91	1.79
比较例 2	0.49	0.41	1.14	0.16	27.6	18.2	2.85	—	2.85	2.23
比较例 3	0.50	0.50	0.98	0.18	24.6	21.0	2.89	—	2.89	2.02
比较例 4	0.50	0.80	0.97	0.15	24.7	20.8	2.93	—	2.93	1.58
比较例 5	0.48	0.77	1.22	0.18	23.3	18.5	3.15	—	3.15	1.80
比较例 6	0.48	0.78	1.16	0.15	26.7	22.2	3.23	—	3.23	2.14
比较例 7	0.53	0.69	1.01	0.15	25.2	19.7	2.95	—	2.95	2.18
比较例 8	0.49	0.33	1.23	0.16	24.7	19.8	2.80	—	2.80	2.21
比较例 9	0.49	0.36	0.96	0.14	24.9	19.4	2.86	—	2.86	2.04
比较例 10	0.50	0.59	1.08	0.14	25.0	19.2	2.94	—	2.94	1.97
比较例 11	0.53	0.55	1.05	0.16	24.0	19.2	2.94	—	2.94	1.98
比较例 12	0.48	0.68	0.95	0.15	25.8	19.7	3.08	—	3.08	1.95
比较例 13	0.51	0.53	1.05	0.16	24.9	19.8	3.11	—	3.11	2.13
比较例 14	0.46	0.39	0.88	0.15	24.4	19.7	3.00	—	3.00	2.01

表 2-2 比较例的供试材的组成 (重量%)

No.	Al	N	O	6O+N	Fe
比较例 1	0.241	0.017	0.010	0.077	余量
比较例 2	0.245	0.032	0.009	0.087	余量
比较例 3	0.250	0.023	0.006	0.061	余量
比较例 4	0.258	0.018	0.009	0.072	余量
比较例 5	0.276	0.042	0.008	0.090	余量
比较例 6	0.280	0.038	0.005	0.068	余量
比较例 7	0.336	0.163	0.004	0.187	余量
比较例 8	0.418	0.171	0.005	0.201	余量
比较例 9	0.007	0.005	0.035	0.215	余量
比较例 10	0.024	0.583	0.032	0.775	余量
比较例 11	0.003	0.153	0.078	0.621	余量
比较例 12	0.001	0.174	0.092	0.726	余量
比较例 13	0.006	0.566	0.083	1.064	余量
比较例 14	0.272	0.008	0.002	0.020	余量

对各供试材进行以下的评价试验。

(1) 热疲劳寿命

为了评价热疲劳寿命,以两种拘束率(伴随着加热冷却的伸缩的机械性的拘束的程度)0.25及0.5,把从各供试材切割的标点间距离25mm,直径10mm的平滑圆棒试验片分别安装到液压伺服式材料试验机上(株式会社岛津制作所制,商品名, servo pulsar EHF-ED10TF-20L)。在各拘束率中,对各试验片在大气中反复进行冷却下限温度150℃、加热上限温度1000℃、及温度振幅850℃的加热冷却循环(升温时间2分钟,保持时间1分钟,冷却时间4分钟的合计7分钟)。统计达到第2循环的载荷-温度线图的最大拉伸载荷降低25%的加热冷却循环数,作为热疲劳寿命。表3-1~表3-3(仅称为表3)显示试验结果。

由表3可知,实施例1及2以外的实施例的试验片的热疲劳寿命,比较例1~14的试验片的热疲劳寿命的最大值(拘束率0.25的最大值274循环,拘束率0.5的量大值138循环)长。由此,本发明的耐热铸钢被确认为热疲劳寿命优异。

在实施例1~40中,伴随着N的含量的增加,确认有热疲劳寿命也增加的倾向。另外,若对比除N以外的元素的组成范围基本相同的实施例46和比较例9的热疲劳寿命,则含有N为0.462%(本发明的范围内)的实施例46的试验片,比只含有N为0.005%的比较例9的试验片的热疲劳

寿命约长 4 倍,可知通过 N 的含有,热疲劳寿命大幅地提高。但是,若像比较例 10 的试验片这样含有超过 0.5%的 N,则可知热疲劳寿命反而变短。这被认为是因为,若 n 的含量过多,则成为龟裂和裂缝的起点的氮化物、气孔及气体缺陷变得容易形成,高温屈服点及高温抗拉强度降低。

表 3-1 实施例的评价结果

No.	热疲劳寿命 (循环) at 拘束率		高温屈服点 (MPa) at 1050℃	高温抗拉强度 (MPa) at 1050℃	室温延伸 (%) at 25℃	氧化减量 (mg/cm ²) at		气体缺陷面 积率 (%)
	0.25	0.5				1000℃	1050℃	
实施例 1	205	96	83	135	2.3	23	30	6.4
实施例 2	206	108	79	130	2.3	21	30	4.0
实施例 3	373	153	78	129	2.8	19	28	5.8
实施例 4	528	250	37	88	2.8	8	7	4.2
实施例 5	461	249	35	88	2.8	7	10	3.5
实施例 6	461	260	32	86	3.0	8	12	0.5
实施例 7	546	230	33	90	2.9	8	11	2.2
实施例 8	433	186	81	131	2.9	21	28	5.5
实施例 9	460	222	36	85	2.9	7	7	4.3
实施例 10	585	240	38	88	2.9	9	10	4.7
实施例 11	512	265	35	87	3.0	9	10	5.1
实施例 12	700	286	35	87	3.0	8	9	2.5
实施例 13	600	300	35	89	3.2	8	9	1.2
实施例 14	609	375	45	92	3.3	9	10	3.2
实施例 15	473	215	75	125	3.3	20	24	5.4
实施例 16	616	371	46	96	3.5	8	7	2.4
实施例 17	501	314	44	96	3.5	8	9	2.7
实施例 18	655	301	79	130	4.0	21	28	2.6
实施例 19	660	305	75	123	4.0	23	28	4.6
实施例 20	663	306	73	121	4.1	21	29	1.7
实施例 21	700	368	65	115	3.9	8	9	3.6
实施例 22	682	315	63	113	4.0	8	9	5.2
实施例 23	767	411	55	103	4.0	7	8	1.3
实施例 24	860	391	51	103	4.2	7	8	1.6
实施例 25	797	441	62	110	4.2	8	7	2.4
实施例 26	871	518	53	105	4.1	8	11	3.2
实施例 27	755	339	60	110	4.3	7	7	2.5
实施例 28	823	408	65	115	4.2	18	24	1.4
实施例 29	892	440	52	103	4.2	12	16	4.3
实施例 30	890	439	56	107	4.3	13	16	4.6

表 3—2 实施例的评价结果

No.	热疲劳寿命 (循环) at		高温屈服点 (MPa) at 1050℃	高温抗拉强度(MPa) at 1050℃	室温延伸 (%) at 25℃	氧化减量 (mg/cm ²) at		气体缺陷面 积率 (%)
	拘束率					1000℃	1050℃	
	0.25	0.5						
实施例 31	893	442	60	110	4.4	14	18	0.9
实施例 32	842	330	51	102	4.3	8	13	5.4
实施例 33	918	562	61	113	4.3	7	8	2.2
实施例 34	980	516	59	106	4.4	7	8	3.8
实施例 35	1015	566	57	105	4.5	7	8	2.8
实施例 36	1095	565	73	123	4.5	8	7	1.9
实施例 37	1205	578	50	101	4.5	7	7	4.9
实施例 38	1193	563	51	101	4.7	6	7	5.7
实施例 39	2011	923	76	129	5.1	9	11	7.5
实施例 40	2088	1026	45	96	5.0	7	10	2.1
实施例 41	1862	810	48	99	5.3	7	8	4.3
实施例 42	1753	807	47	97	5.9	9	9	3.7
实施例 43	2006	974	30	80	6.4	7	7	6.1
实施例 44	1641	796	39	91	6.2	7	7	6.5
实施例 45	957	542	38	89	6.3	9	13	8.4
实施例 46	855	413	79	130	4.5	10	17	10.8
实施例 47	482	236	80	129	3.2	18	26	12.8

表 3—3 比较例的评价结果

No.	热疲劳寿命 (循环) at		高温屈服点 (MPa) at 1050℃	高温抗拉强度(MPa) at 1050℃	室温延伸 (%) at 25℃	氧化减量 (mg/cm ²) at		气体缺陷面 积率 (%)
	拘束率					1000℃	1050℃	
	0.25	0.5						
比较例 1	249	84	24	74	2.4	7	24	3.5
比较例 2	204	93	24	74	2.5	9	23	4.8
比较例 3	255	118	28	79	2.5	8	18	5.2
比较例 4	200	100	27	79	2.5	8	17	2.7
比较例 5	219	79	24	75	2.5	8	27	0.8
比较例 6	267	78	23	73	2.6	8	21	4.1
比较例 7	198	73	21	70	1.9	9	19	3.5
比较例 8	175	69	19	68	1.7	9	26	1.9
比较例 9	198	96	45	107	1.8	7	22	1.3
比较例 10	265	123	49	102	2.6	7	23	17.1
比较例 11	274	138	75	128	1.7	8	20	15.6
比较例 12	202	86	63	124	1.6	11	36	18.2
比较例 13	172	51	31	92	1.2	13	45	21.8
比较例 14	241	119	41	89	1.7	10	22	1.5

(2) 高温屈服点及高温抗拉强度

把从各供试材切割的标点间距离 50mm，直径 10mm 的带凸缘平滑圆棒试验片，安装到与所述热疲劳寿命试验相同的液压伺服式材料试验机

上, 作为各试验片的高温屈服点及高温抗拉强度, 在大气中 1050℃测定 0.2%屈服点 (MPa) 及抗拉强度 (MPa)。表 3 显示结果。由表 3 可知, 将 Al 的含量规定在本发明的范围内 (0.23%以下) 的实施例 1~47 的试验片的高温屈服点及高温抗拉强度, 比 Al 的含量超过 0.23%的比较例 1~8 优异。特别是可知 Al 的含量在 0.17%以下, 高温屈服点为 40MPa 以上, Al 含量的降低有助于高温强度的提高。

在比较例 11 及 12 中虽然高温屈服点在 50MPa 以上, 但是热疲劳寿命均很短, 室温延伸低于 2.0%为不充分, 所以得不到兼具优异的高温屈服点、热疲劳寿命及到温延伸率的铸钢。这被认为是因为 O 的含量过多, 所以引起夹杂物、气孔及气体缺陷而延展性降低。

(3) 室温延伸

把从各供试材切割的标点间距离 50mm, 直径 10mm 的带凸缘平滑圆棒试验片, 安装到与所述热疲劳寿命试验相同的液压伺服式材料试验机上, 测定 25℃的室温延伸 (%)。表 3 显示结果。含有 N 为 0.01%以上的全部的实施例, 具有本发明的优选范围的 2.0%以上的室温延伸, 相对于此, N 的含量少的比较例 9 及 14 的室温延伸分别为 1.8%及 1.7%, 对于排气系统零件来说不充分。在含有 N 为 0.05%以上的实施例 3~47 中, 室温延伸为本发明的更优选的范围的 2.8%以上, 为了提高室温延伸, 可见 N 的含有是有效的。

在比较例 1~6 及 10 中虽然室温延伸为 2.0%以上, 但是热疲劳寿命均短, 高温屈服点不充分以至低于 50MPa, 无法兼具优异的高温屈服点和室温延伸。这被认为是由于在比较例 1~6 中因为 Al 的含量过多所以夹杂物和析出物多, 另外在比较例 10 中因为 N 的含量过多, 所以氮化物、气孔和气体缺陷多, 因为其各自成为龟裂和裂缝的起点, 所以高温屈服点和高温抗拉强度降低。

(4) 氧化减量

排气系统零件假定被曝露于 1000℃以上的废气中, 评价 1000℃及 1050℃下的耐氧化性。耐氧化性的评价通过如下来进行: 把从各供试材切割下的直径 10mm 及长 20mm 的圆棒试验片, 在大气中保持于 1000℃及 1050℃的各温度 200 小时, 取出后实施喷砂清理 (shot blast) 处理以除去

氧化皮，求得氧化试验前后的每单位面积的质量变化 [氧化减量 (mg / cm^2)]。表 3 显示结果。

由表 3 可知，实施例的 1050°C 下的耐氧化性，并不比使用了本申请人以耐氧化性的提高为目的开发的特开 2000—291430 号所记载的耐热铸钢的比较例 14 逊色。据此能够确认，本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，作为曝露于 1000°C 以上的废气的排气系统零件用具有充分的耐氧化性。

(5) 气体缺陷面积率

为了调查实施例及比较例的耐热铸钢的气体缺陷的发生倾向，制作平板状试验片，其比起实际的铸造物是更容易发生气体缺陷的形状。因此，气体面积率的测定值会比实际的铸造物明显地多。该平板状试验片 20，具有图 2 (a) 所示的形状，宽 W: 50mm，长 L: 185mm，及厚 T: 20mm。各平板状试验片 20 通过如下方式获得：在形成了由平板状试验片 20、直径 25mm×高 50mm 的冒口 21、直浇口 22a、横浇口 22b、内浇口 22c 组成的内腔(cavity)的砂铸模中，将与 1 英寸 Y 毛坯相同的各钢水，在 1500°C 以上由直浇口 22a 浇注后，进行冷却及脱模，切断冒口 21，实施喷砂清理。

为了观察表面及内部的气体缺陷，使用透射型 X 射线摄影装置（株式会社东芝制，商品名 EX—260GH—3），以管电压 192kV 及照射时间 3 分钟的条件拍摄各平板状试验片的透射 X 射线照片。图 2 (b) 概略地表示透射 X 射线照片的一例。如图 2 (b) 所示，在平板状试验片上有由针孔 28a 和气泡 28b 构成的气体缺陷 28 和气孔 29，由于透射型 X 射线照片很清楚，所以由对比的差等能够很容易地判别气体缺陷或气孔。对于判别困难的缺陷，切断平板状试验片来确认。

从各透射 X 射线照片通过目视挑出表面及内部的气体缺陷后，使用图像分析装置（旭化成株式会社，商品名 IP—1000）进行图像处理，测定气体缺陷的合计面积 (mm^2)。按平板状试验片的全投影面积求出气体缺陷的合计面积，求得气体缺陷面积率 (%)。不用说气体缺陷面积率越小，作为耐热铸钢越优异。气体缺陷面积率的测定结果由表 3 显示。

由表 3 可知，N 的含量及 / 或 O 的含量没有超过本发明的范围的实施例 1~47 的试验片，比本发明的范围外的比较例 10~13 的试验片气体缺

陷面积率低。另外,可知伴随着 N 的含量及 / 或 O 的含量的增加,气体缺陷面积率有增加的倾向。气体缺陷面积率,在实施例 36 中最大为 12.8%,但是,在比较例 10~13 中为 15%以上。特别是在 N 及 O 的含量均过多的比较例 13 中,气体缺陷面积率显著高达 21.8%。另外若 (6O+N) 超过 0.6%,则可确认气体缺陷面积率急剧增加。如此确认了通过规定 N、O 及 (6O+N) 的含量的上限,能够降低气体缺陷的发生倾向。

实施例 48

使用 100kg 高频熔解炉(碱性炉衬)大气熔解实施例 36 的铸钢后,在 1550℃以上出钢到铸桶,立即在 1500℃以上,将其浇注于图 3 所示的涡轮壳体 32 用的砂铸模。为了实现轻量化,将涡轮壳体 32 的主要部分的壁厚设为 5.0mm 以下。另外对涡轮壳体 32 的法兰等实施机械加工。在得到的涡轮壳体 32 上,未确认到针孔和气泡等的气体缺陷,气孔、滞流等的铸造缺陷,另外,也没有因机械加工的切削瑕疵和切削工具的异常磨损、损伤等。

在相当于排气量 2000cc 的直列 4 气缸高性能汽油发动机(gasoline engine)的排气模拟器(simulator)上,组装本实施例的涡轮壳体 32,实施疲劳实验,以调查直至龟裂发生的寿命及龟裂发生状况。疲劳试验条件如下:全负荷时的废气温度在涡轮壳体 32 的入口为 1100℃,涡轮壳体 32 的表面的加热上限温度在废气门部 32b 约为 1050℃,冷却下限温度在废气门部 32b 约为 80℃(温度振幅=约 970℃),将加热 10 分钟及冷却 10 分钟作为 1 个循环。加热冷却循环的目标为 1500 循环。

图 4 表示疲劳试验结束后的涡轮壳体 32 的废气门部 32b。该涡轮壳体 32 通过 1500 循环的疲劳试验,如图 4 所示,即使在有高温的废气通过的废气门部 32b 也没有龟裂发生。另外,不仅废气门部 32b,在其他部位氧化也很少,也没有热变形导致的废气的泄漏。

在涡轮壳体 32 上,由于冒口及横浇口的切断、精铸、搬送、切削、组装等,会在室温施加以通常的机械性的振动和冲击,但是,没有龟裂和裂缝发生。因此,由本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢构成的涡轮壳体 32,被确认实用上具有充分的延展性。

比较例 15

使用比较例 5 的铸钢，以跟实施例 48 相同的条件制造同一形状的涡轮壳体 52 时，没有因铸造缺陷和机械加工的瑕疵。将得到的涡轮壳体 52 组装到模拟器上，以跟实施例 48 同一条件以 1500 循环为目标实施疲劳试验时，因为在 1000 循环时涡轮壳体 52 上有废气的泄漏发生，所以中断疲劳试验。图 5 表示疲劳试验结束后的涡轮壳体 52 的废气门部 52b。如图 5 所示，在废气门部 52b 上有大的龟裂发生，座面 52c 变形。在废气门部 52b 发生的龟裂 52d 的一部分有到达外部的贯通龟裂，这成为废气泄漏的原因。另外，在废气门部 52b 以外的部位也有大量的龟裂发生。再与实施例 48 的涡轮壳体 32 比较，作为废气通路的涡部的内壁有氧化进行。

如上述，采用热疲劳寿命优异的本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢制造的排气系统零件，能够确认被曝露在高达 1000℃ 以上的高温废气时的耐久性优异。本发明的薄壁排气系统零件，由于发动机后方的配置而能够使废气净化用催化剂的初期功能提高，因此适合作为机动车发动机用的排气系统零件。

以上说明了机动车发动机用的排气系统零件，但是本发明并不限于此，本发明的高 Cr 高 Ni 奥氏体系耐热铸钢，也可以使用于有高温强度、抗氧化性、延展性、热疲劳寿命等耐热性和耐久性要求的铸造物零件，例如：建筑机械、船舶、飞机等的内燃机；和熔解炉、热处理炉、焚化炉、窑炉 (kiln)、锅炉 (boiler)、热电并供装置等的热力机器；和石油化学工厂、煤气厂 (gas plant)、火力发电厂、原子能发电厂等各种工厂设备等。

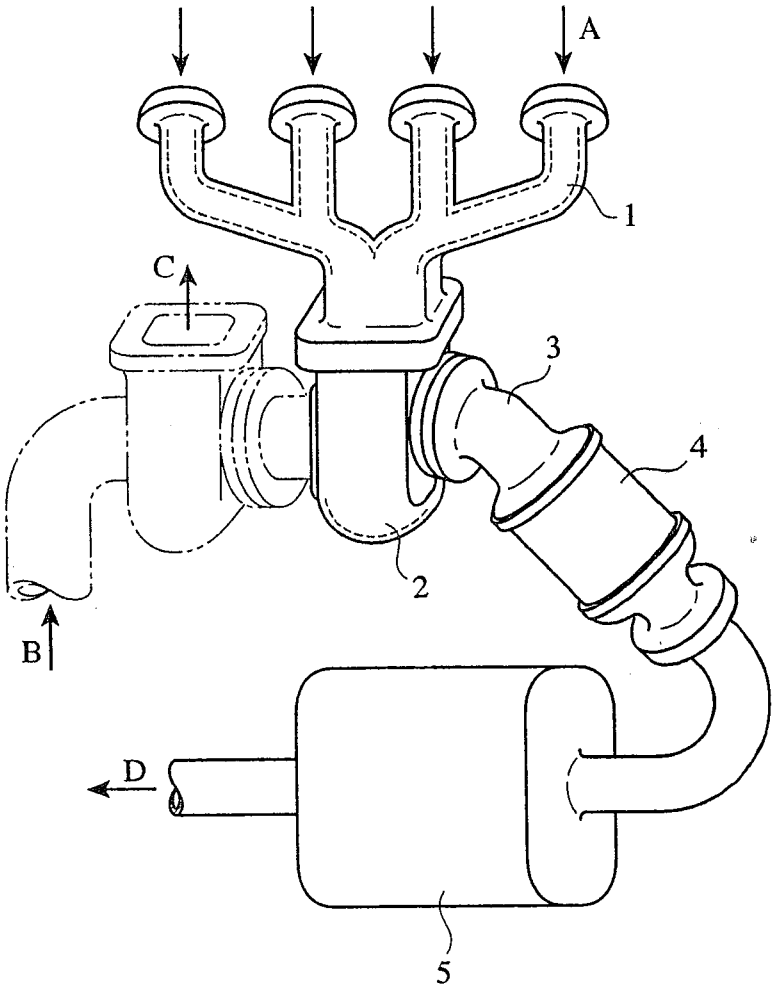


图 1

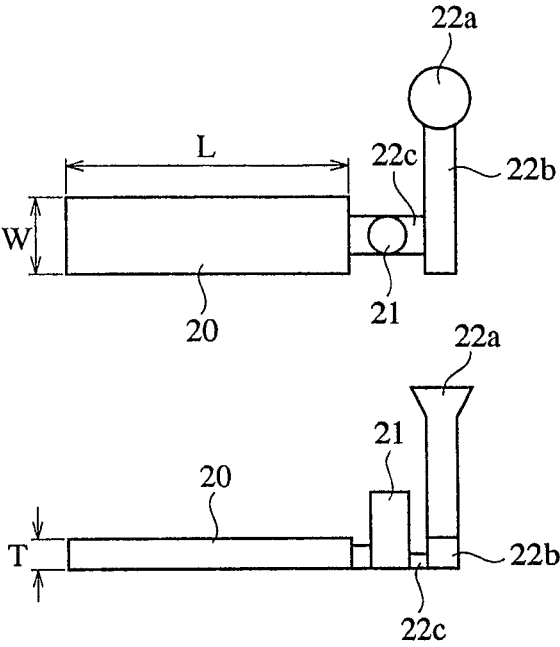


图 2(a)

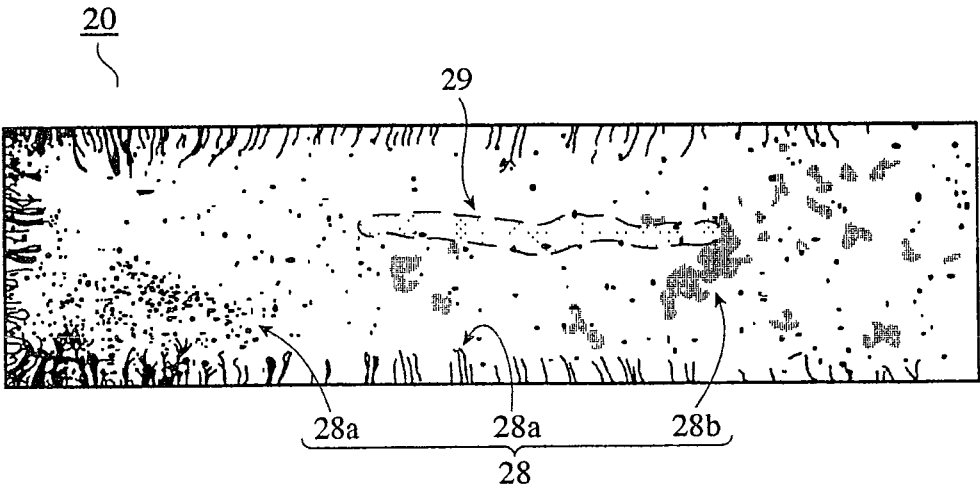


图 2(b)

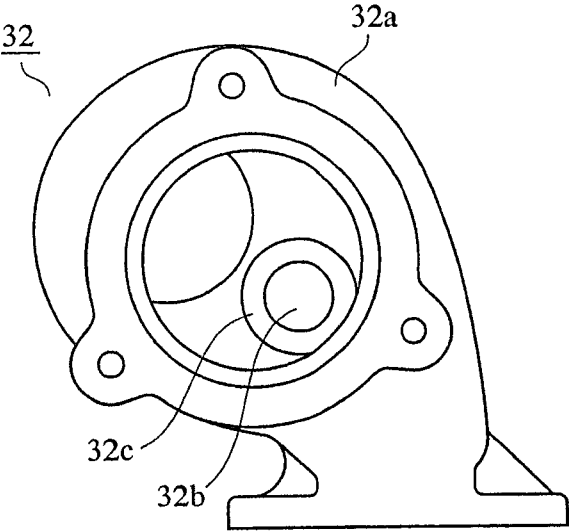


图 3(a)

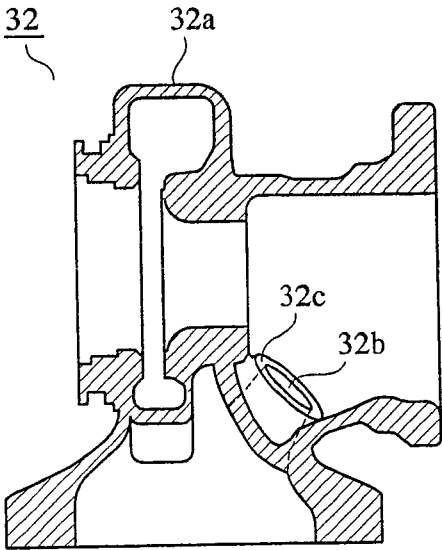


图 3(b)

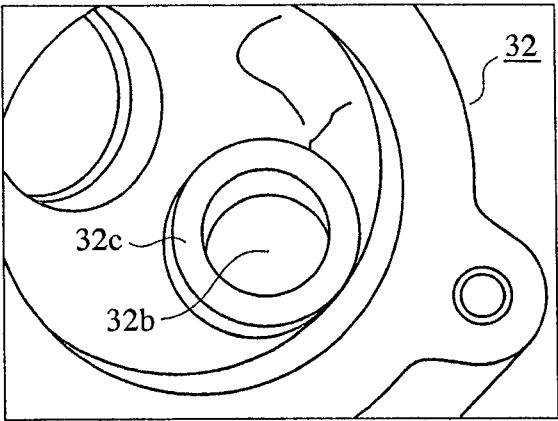


图 4

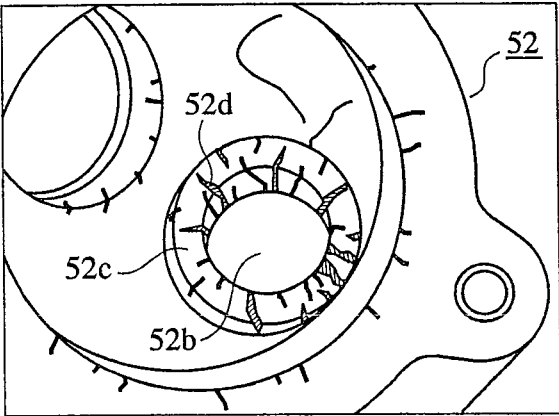


图 5